第51卷 第12期 2015年12月 第1441-1448页

金属学报 ACTA METALLURGICA SINICA

Vol.51 No.12 Dec. 2015 pp.1441-1448

AZ31镁合金在平面应变压缩过程中的孪生行为研究*

汪炳叔[1] 邓丽萍[1] CHAPUIS Adrien[2] 郭 宁[3] 李 强[1]

1) 福州大学材料科学与工程学院, 福州 350108

2) 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044

3) 西南大学材料与能源学部材料工程系, 重庆 400715

摘 要 采用EBSD技术研究了AZ31镁合金在平面应变压缩过程中的孪生行为. 结果表明, 当压缩方向为TD, 约束方向为RD时, 孪生类型主要以$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪晶为主, 孪生变体的选择主要由沿TD的孪生Schmid因子(m)决定, 并受RD的影响. 可用孪生应变张量来解释不同类型孪生晶粒的差异. 对于晶粒内部只发生1个$\{10\bar{1}2\}$孪生变体的情况, 孪生变体在约束方向上的平均孪生应变张量会使得样品伸长; 对于晶粒内部含有2个及以上变体的情况, 孪生m较大的变体在约束方向上的平均孪生应变张量使得样品伸长, 而m较小的变体使得样品在约束方向缩短, 在平面应变压缩变形过程中, 不同类型的孪生变体相互协调变形.

关键词 AZ31镁合金, 平面应变, EBSD, 孪生变体

中图法分类号 TG146.22 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)12-1441-08

STUDY OF TWINNING BEHAVIOR OF AZ31 Mg ALLOY DURING PLANE STRAIN COMPRESSION

WANG Bingshu [1], *DENG Liping* [1], *CHAPUIS Adrien* [2], *GUO Ning* [3], *LI Qiang* [1]

1) College of Materials Science and Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350108

2) College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044

3) Department of Materials Engineering, Faculty of Materials Science and Energy, Southwest University, Chongqing 400715

Correspondent: WANG Bingshu, Tel: (0591)22866532, E-mail: bswang@fzu.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51301040)

Manuscript received 2015-04-13, in revised form 2015-07-30

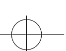
ABSTRACT Mg alloy has hexagonal structure and exhibits poor workability at room temperature, which is attributed to the difficulty in activating a sufficient number of independent slips to accommodate the deformation. Twinning plays an important role in plastic deformation of Mg alloys during low and medium temperature to accommodate the imposed strain, especially the strain along the c-axis. Therefore, the twinning behavior of AZ31 Mg alloy during plane strain compression at room temperature was investigated with EBSD in this work. Rectangular specimens with a dimension of 10 mm in length, 9 mm in width and 7 mm in thickness were cut from a hot rolled plate. The results show that $\{10\bar{1}2\}$ twinning is dominant when the compression and constraint direction are parallel to transverse direction (TD) and rolling direction (RD) of the plate, respectively. The twinning variant selection mechanism is dominated by the Schmid factor (m) along compression direction, and also related to the constraint direction. The differences of twinning behavior can be interpreted by the twinning strain tensor. For the case when single twinning variant occurs within a grain, the average twinning strain tensor of twinning variant in constraint direction will result in spreading; while for the case there are two or more twinning variants taking place within a

* 国家自然科学基金资助项目51301040

收到初稿日期: 2015-04-13, 收到修改稿日期: 2015-07-30

作者简介: 汪炳叔, 男, 1982年生, 讲师

DOI: 10.11900/0412.1961.2015.00215



grain, the average twinning strain tensor of the variant with higher m will induce spreading in the constraint direction, and that with lower m results in size reducing in the constraint direction. During plane strain compression, different twinning variants coordinate with each other, twinning won′t be suppressed until the micro-strain in the constraint direction reaches 0.

KEY WORDS AZ31 Mg alloy, plane strain, EBSD, twin variant

Mg及镁合金具有质轻、导热导电性好、阻尼减震、电磁屏蔽等诸多优点, 具有广泛的应用前景. 然而由于镁合金具有的hcp结构, 室温下独立滑移系少, 导致室温塑性变形困难. 镁合金的塑性变形主要依靠滑移和孪生[1], 常见的滑移系有基面滑移、柱面滑移和锥面滑移, 镁合金中常见的孪生类型有$\{10\bar{1}1\}$一次压缩孪生、$\{10\bar{1}2\}$一次拉伸孪生以及$\{10\bar{1}1\}$-$\{10\bar{1}2\}$二次压缩孪生. 室温下各变形机制的临界剪切应力(critical resolved shear stress, CRSS)分别如下: 基面<a>滑移为0.45~0.81 MPa, 柱面<a>滑移为39.2 MPa, 锥面<$c+a$>滑移为45~81 MPa, $\{10\bar{1}1\}$孪生为76~153 MPa, $\{10\bar{1}2\}$孪生为2~3 MPa[2,3]. 由此可见, 室温下, 基面滑移和$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪生是最容易激活的变形模式, 但基面滑移只能提供2个独立滑移系, 无法协调沿c轴方向上的应变, 需要激活孪生来协调变形. 而$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪生CRSS较小且易于扩展, 是镁合金中最重要的孪生类型. 有研究[4,5]表明, 形变孪生在镁合金塑性变形中发挥重要作用. 因此, 深入理解镁合金塑性变形过程中的孪生行为, 对于探索提高镁合金低温塑性的新途径至关重要.

作为hcp结构, 镁合金的每一种一次孪生类型都有6个孪生变体, 每个变体都具有特定的孪生面和孪生方向[6]. 一个晶粒内可能仅发生一个变体, 也可能发生多个变体[7]. 在实际变形中, 多晶体材料各部分变形不均匀, 在局部区域会发生应力集中、产生较高的局部应变, 不仅要启动塑性变形机制发生变形以协调外应变, 还要发生弹性或塑性变形来协调局部应变[8,9]. 目前, 已有大量关于在不同加载过程中发生的拉伸孪生、压缩孪生、二次压缩孪生等类型的研究[8~17], 涉及到压缩、拉伸、轧制等多种变形方式. 研究表明, 对于$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪生来说, 其启动的CRSS较低, 主要受到外应变的作用, 所以大部分的孪生变体选择机制符合孪生Schmid因子规律, 即孪生优先选择在孪生Schmid因子最大的那个变体上发生, 但Schmid因子定律也无法解释所有晶粒中的拉伸孪生行为[18,19], 尤其是一个晶粒内部出现多个孪生变体的情况, 还需要结合内部应力应变状态进行分析. 目前对于镁合金在平面应变压缩过程的孪生行为也有不少研究[20~22], 但大部分的研究关注于微观组织及织构的演变, 而对孪生变体的选择规律的研究较少, 其与Schmid因子规律的关系尚未研究清楚. 因此, 本工作选择利于发生拉伸孪生的加载方向, 研究在平面应变压缩状态下镁合金的孪生行为, 揭示其孪生变体的选择规律.

1 实验方法

实验所用材料为商用的AZ31 (Mg-3%Al-1%Zn, 质量分数)镁合金热轧退火板材, 具有较强的{0001}基面织构. 其变形前的初始组织如图1所示. 可见, 大部分组织为等轴晶, 平均晶粒尺寸约为30 μm. 实验所用试样为10 mm×9 mm×7 mm的长方体样品, 其中, 沿板材轧制方向为10 mm, 板材轧面法向为9 mm, 板材横向为7 mm, 在Channel-die装置[23]

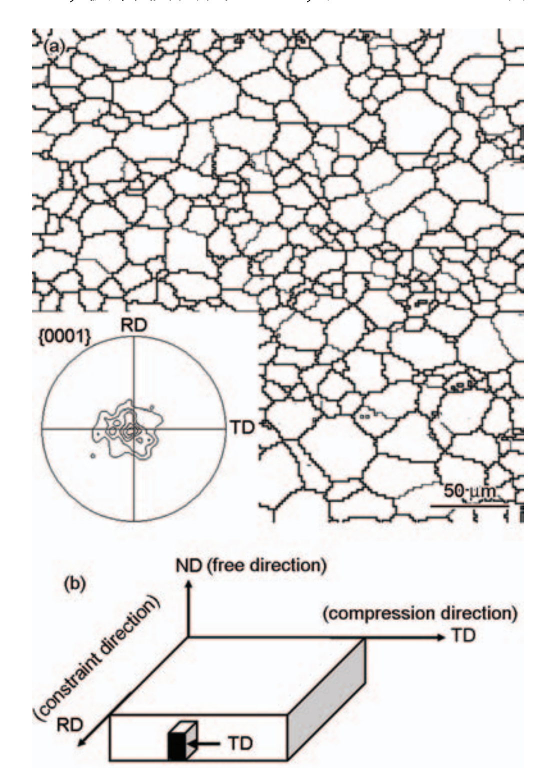


图1 变形前AZ31镁合金板材的微观组织、织构及压缩试样取样示意图

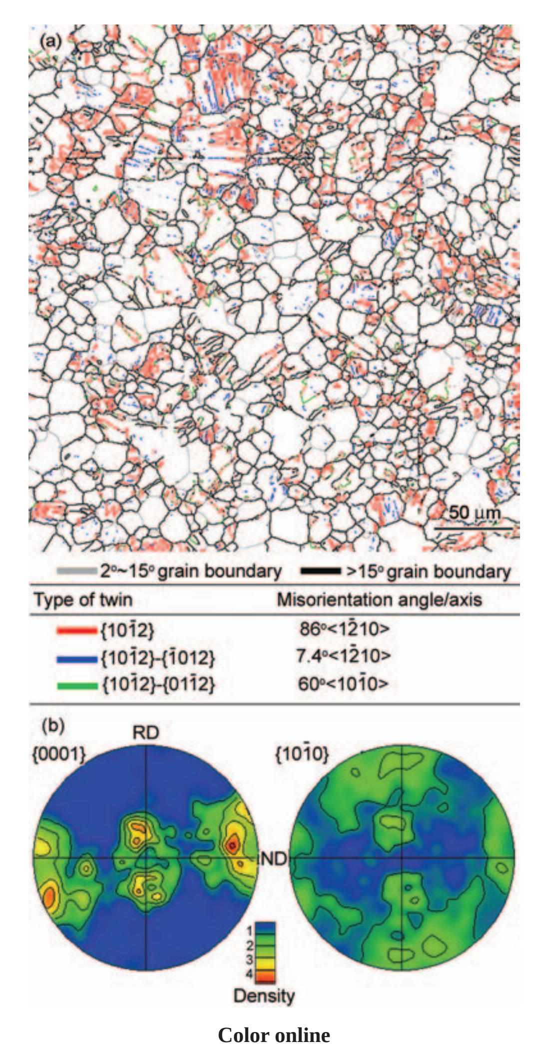
Fig.1 Microstructure and texture (inset) of the as-received AZ31 Mg alloy plate (a) and schematic of sample used for compression testing (b) (TD—transverse direction, RD—rolling direction, ND—normal direction)

上进行室温平面压缩变形, 压缩方向为板材横向(TD), 约束方向为板材轧制方向(RD), 变形速率为0.01 s^{-1}, 变形量为8%. 变形后的样品沿着压缩方向剖开, 然后进行机械研磨, 再用AC2电解抛光液在室温下进行电解抛光, 电压为20 V, 电流为0.4 A, 时间为60~70 s. 利用Supra 55型场发射扫描电镜(SEM)进行电子背散射衍射(EBSD)表征, 并使用HKL Channel 5系统进行样品的微观取向分析.

2 实验结果与讨论

2.1 微观组织及织构分析

图2为样品在室温下平面应变压缩8%后的微观组织及织构演变结果. 利用EBSD技术采集的取向信息, 可用来分析与晶体取向有关的现象; 可定量表征特定的晶界类型, 统计特定的织构组分等. 图2a中灰线表示取向差为2°~15°之间的小角度晶界, 黑线表示取向差15°以上的大角度晶界, 红线表示{10$\bar{1}$2}拉伸孪晶界, 绿线和蓝线分别表示2个拉伸孪生变体相遇的界面. 从图中可看出, 变形前较为干净的晶粒内部, 变形后出现了大量的小角度晶界和孪晶界面. 镁合金在室温下进行压缩变形时, 非基面滑移系的临界剪切应力较高, 较难激活; 但基面滑移的临界剪切应力较低, 在室温下即可大量激活, 因此图2中观察到的大量亚晶组织, 与基面滑移的大量启动有关[24]. 从极图(图2b)上可看出, 变形前样品的初始取向是大部分晶粒的c轴平行于ND, 平面应变压缩变形后, 有84%晶粒发生了孪生, 使得其c轴发生了86.4°的转动, 转到了TD附近, 且朝RD有一定程度的倾斜; 未发生孪生的晶粒, 其取向仍然保留在ND附近分布. 变形后的微观组织可以分为5大类: (I) 部分孪生的晶粒, 且一个晶粒内部只包含一个孪生变体, 晶粒内部只观察到朝一个方向的红色迹线, 还残留有部分基体, 此类晶粒孪生部分的面积分数为28%; (II) 部分孪生的晶粒, 且一个晶粒内部包含2个及多个孪生变体, 晶粒内部可观察到多个方向的红色迹线或绿色、蓝色迹线, 还残留部分基体, 此类晶粒孪生部分的面积分数为33%; (III) 完全孪生的晶粒, 且晶粒内部包含2个及多个孪生变体, 晶粒内部可观察到绿色或蓝色迹线, 整个晶粒发生了完全孪生, 无基体残留, 此类晶粒孪生部分的面积分数为11%; (IV) 完全孪生的晶粒, 且晶粒内部未观察到孪生变体相遇的界面, 晶粒较为干净, 整个晶粒发生了完全孪生, 无基体残留, 此类晶粒面积分数为12%; (V) 未发生孪生晶粒, 面积分数为6%.



Color online

图2 样品在室温下平面应变压缩8%后的EBSD取向成像图和极图

Fig.2 EBSD orientation map (a) and pole figures (b) of specimen after plane strain compression at room temperature to a strain of 8%

图3是变形后样品的取向差及相应的旋转轴分布. 从图中也可看出, 取向差在7°附近的旋转轴主要为<11$\bar{2}$0>, 表示的是来自同一个孪生变体对的2

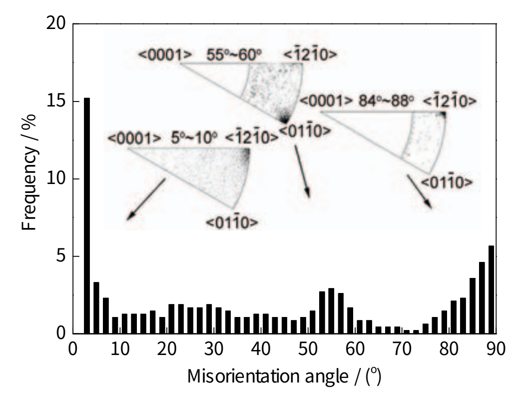


图3 变形后样品的取向差及旋转轴分布

Fig.3 Misorientation angle and misorientation rotation axis distributions of specimen after compression

个孪生变体相遇的界面; 取向差在60°附近的旋转轴主要为<$10\bar{1}0$>, 表示的是2个来自不同孪生变体对的变体相遇的界面; 取向差在86°附近的旋转轴主要为<$11\bar{2}0$>, 表示的是{$10\bar{1}2$}拉伸孪晶界.

2.2 孪生行为分析

为了更好地理解孪生行为与取向的关系, 对发生孪生并能辨别出基体的晶粒进行统计, 即图2中的第I和第II类晶粒. 这些晶粒一共有165个, 包含有259个孪生变体. 利用Jiang等[19]提出的方法, 对这些晶粒的孪生变体类型进行确定和统计. 这2种晶粒发生孪生前后的取向变化如图4所示. 从图4中可看出, 不同孪生情况的晶粒, 其孪生前基体的取向明显不同, 孪生后孪晶的取向也表现出明显差异. 对于第I类晶粒, 其基体取向在ND附近较为离散分布, 有些取向偏离ND 40°以上; 孪生后的取向转到TD附近(图4a). 对于第II类晶粒, 其基体取向更靠近于ND, 发生孪生时, 因有2个及以上的孪生变体, 其孪生后的取向大部分转到TD朝RD 20°~40°倾斜的两侧分布, 这与单轴压缩时孪生前后的取向变化类似[13,15].

镁合金形变孪生的发生可通过对初始取向中可能发生的各个孪生变体的孪生Schmid因子(m)进行计算分析, 来预测可能发生的孪生及其变体类型[13~17,25]. 本工作的样品在平面应变压缩变形时, 受到2个方向的应力作用, 一个是沿TD的压应力, 另一个是沿RD的约束压应力, 在计算孪生变体的m时, 一般需要综合考虑这2个方向的应力对其的贡献[16]:

$$m_{\mathrm{TD}} = \cos\phi_{\mathrm{TD}}\cos\lambda_{\mathrm{TD}} \tag{1}$$

$$m_{\mathrm{RD}} = \cos\phi_{\mathrm{RD}}\cos\lambda_{\mathrm{RD}} \tag{2}$$

$$m_{\mathrm{TD+RD}} = (\cos\phi_{\mathrm{TD}}\cos\lambda_{\mathrm{TD}} + \cos\phi_{\mathrm{RD}}\cos\lambda_{\mathrm{RD}})/2 \tag{3}$$

式中, m_{TD}, m_{RD}和$m_{\mathrm{TD+RD}}$分别为TD, RD和TD+RD方向的Schmid因子; ϕ_{TD}和λ_{TD}分别是孪生面法向、孪生切变方向与TD方向的夹角; ϕ_{RD}和λ_{RD}分别是孪生面法向、孪生切变方向与RD方向的夹角.

为了更好地说明在平面压缩过程中2个受力方向对孪生行为的影响, 本工作将根据实际发生的孪生前后的取向, 并相对于TD, RD和上述2方向的合力, 分别采用式(1)~(3)来计算相应方向的孪生m. 图5a和b所示的是第I类和第II类晶粒的基体偏离TD和RD的角度以及相对应的m分布. 从图中可看出, 发生孪生的取向大部分都偏离ND 40°以上, 实际发生孪生的变体的m_{TD}明显大于m_{RD}, 且很多m_{RD}小于0, 说明激活孪生主要是协调沿TD的变形. 对于第II类晶粒, 发生孪生的晶粒基体取向有更严格的取向要求, 大多要偏离ND 60°以上.

图6表示的是第I类孪生晶粒m_{TD}, m_{RD}和$m_{\mathrm{TD+RD}}$分布. 从图中可看出, 对于部分孪生晶粒中只发生一个孪生变体的情况, 该变体m_{TD}明显高于m_{RD}, m_{TD}大部分在0.1~0.5之间分布(图6a), 且在6个变体中的排序主要是在第1大位置(图6d), 而m_{RD}较小, 甚至有一部分变体的m_{RD}<0 (图6b), 且m_{RD}的排序大多

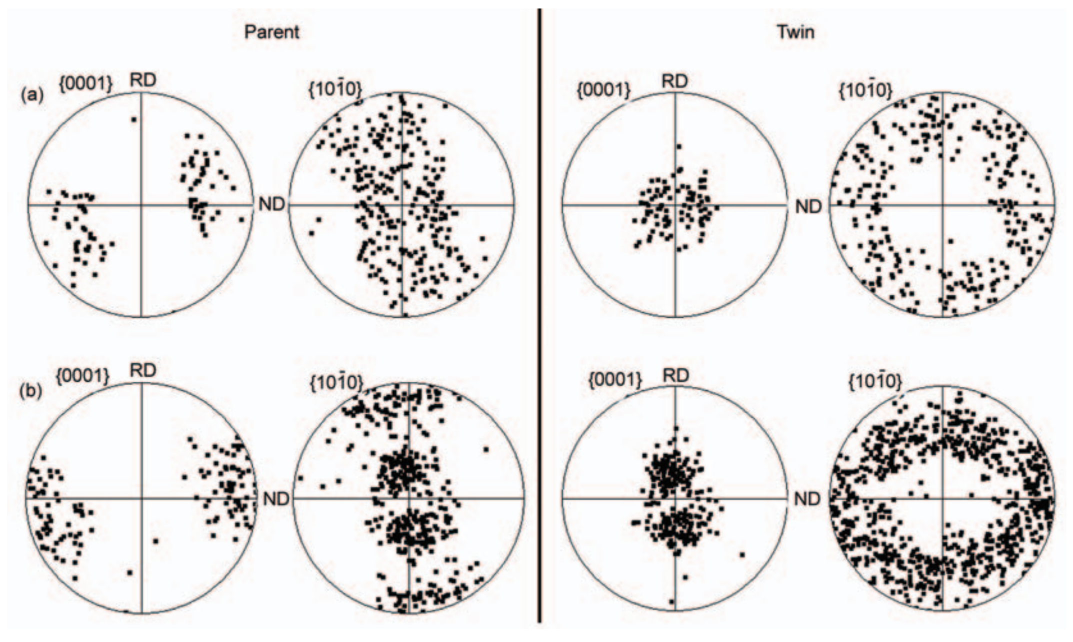


图4 第I和第II类晶粒内部未发生孪生的晶粒和发生孪生的晶粒取向分析

Fig.4 Grain orientation distributions of the parent grains and twin bands for deformed specimens

(a) type I grains, single twin variant within one grain (b) type II grains, two twin variants occur within one grain

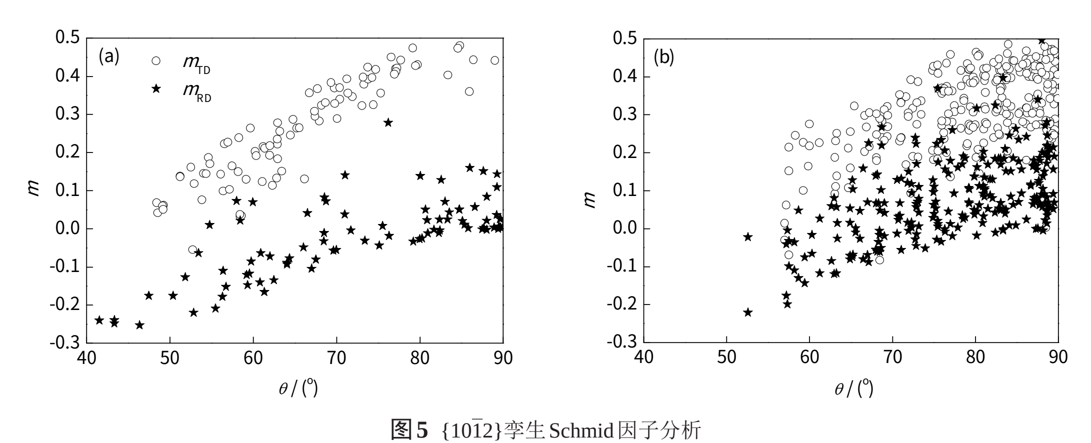


图5　{10$\bar{1}$2}孪生Schmid因子分析

Fig.5 Schmid factor (m) analysis of type I grains (a) and type II grains (b) for {10$\bar{1}$2} twinning (θ—titling angle between the c-axis and load axis; m_{TD} and m_{RD}—m along the TD and RD directions, respectively)

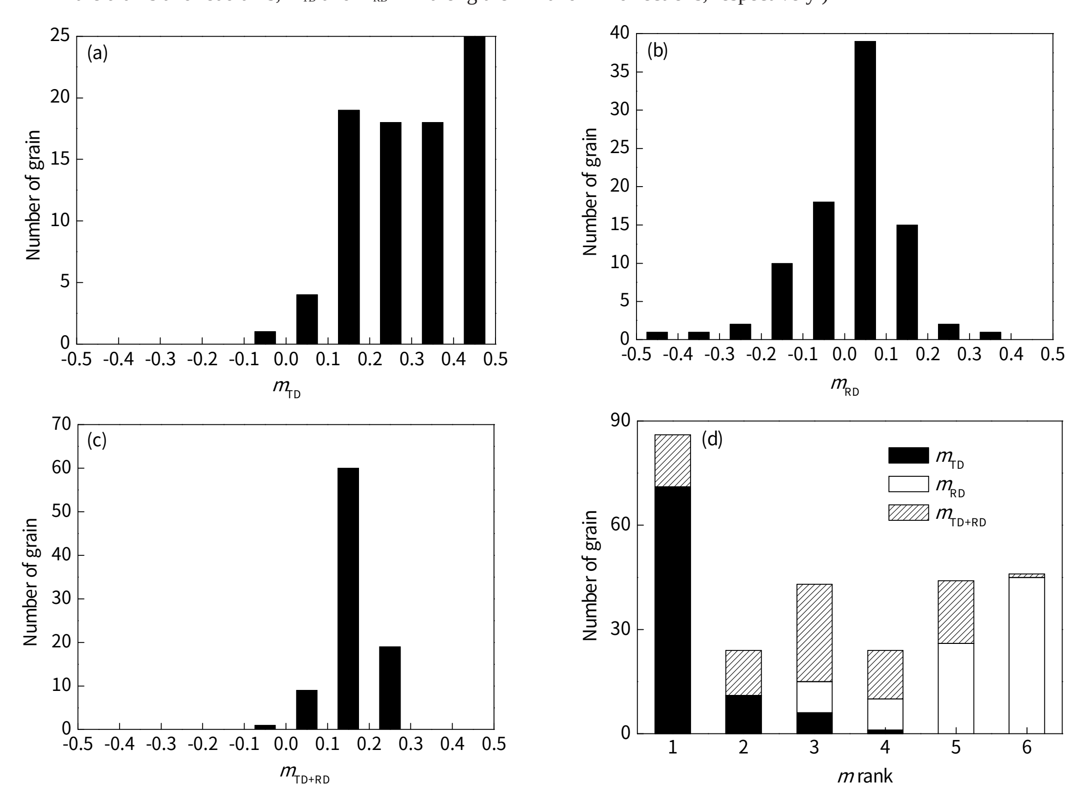


图6　第I类晶粒沿不同方向的孪生m分析

Fig.6 m analysis for type I grains along different strain path (m_{TD+RD}—m along the TD+RD directions. Rank 1 refers to twinning on the system with the highest m and rank 6 to the least)

(a) m_{TD}　(b) m_{RD}　(c) m_{TD+RD}　(d) m rank

在5和6位置上(图6d). 而m_{TD+RD}介于m_{TD}和m_{RD}两者之间, 其m排序主要在1和5之间较为均匀分布, 并没有表现出明显的择优分布(图6d), 这是因为m_{RD}较小, 会弱化m_{TD+RD}整体的值. 在单轴压缩和拉伸变形时, 孪生变体的激活大多遵循Schmid定律, 即m最大的孪生变体优先激活[13,15]. 从上述的分析可知, 平面应变压缩过程中, 晶粒内只发生一个孪生变体的晶粒, 其变体的m主要受TD控制, 孪生变体的激活也遵循TD的Schmid定律, 表现出类似于单轴压缩的特征. 这些晶粒发生孪生时, 主要协调的是沿TD的应变. 即使孪生不能协调约束方向的应变(m<0), 但只要能协调TD的应变, 孪生依然可以发生.

图7表示的是第II类晶粒中有2个孪生变体的m分布. 因晶粒中有多个孪生变体激活, 其m的分布就较为复杂. 在单轴压缩时一个晶粒内部出现2个孪生变体时[26], m排在第1大和第3大的组合1-3以及1-2是最常见的. 在本工作中, 若只考虑沿TD的应力影响, 其第一个变体的m_{TD}在0.4~0.5之间分

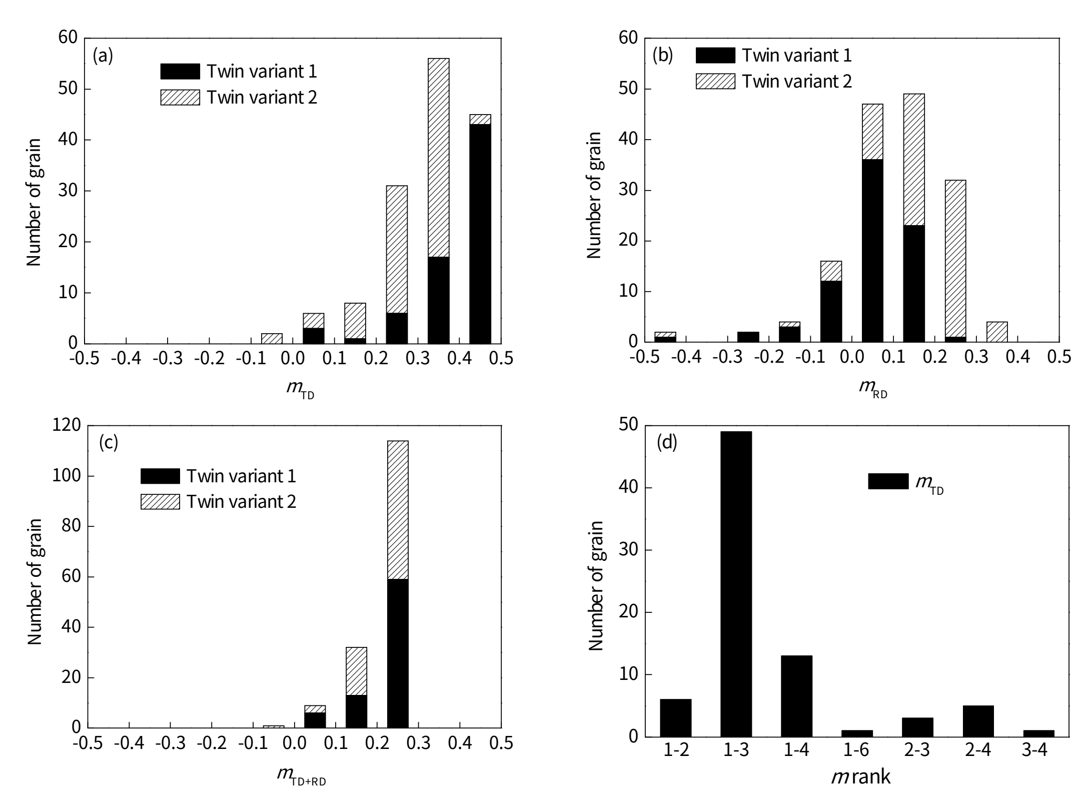


图7 第II类晶粒沿不同方向的孪生 *m* 分析

Fig.7 *m* analysis for type II grains along different strain paths

(a) m_{TD} (b) m_{RD} (c) m_{TD+RD} (d) *m* rank

布, 第二个变体的 m_{TD} 在0.3~0.4之间分布, 且 m_{TD} 排在1-3和1-4的情况最常见, 但排在1-2的组合出现的较少, 此外, m_{RD} 大部分都大于0, 说明发生孪生的这些变体不仅能协调TD的变形, 也能协调RD上的变形. 若综合考虑TD和RD的影响, m_{RD} 也会弱化 m_{TD+RD} 整体的值, 其2个孪生变体的 m_{TD+RD} 基本都在0.1~0.3之间分布, 没有明显的规律. 通过上述分析可知, 对于第II类晶粒, 孪生变体选择主要还是由TD决定, 并同时受到RD的影响.

一般来说, 孪生 *m* 主要取决于应力方向与晶粒取向之间的相对空间关系, 单轴压缩时样品只受到单向的应力作用, 而在平面应变压缩时, 除了TD的应力外, 还受到RD的应力作用, 其受力更复杂. 上述的 *m* 分析, 只能从受力的角度判断一个晶粒是否能够激活孪生, 但在实际的变形中, 样品沿RD的尺寸受到模具的约束, 所以样品在RD的宏观应变在理论上等于0. 在分析孪生行为时, 除了分析 *m* 的分布外, 还需考虑所激活的孪生变体的孪生应变张量是否能协调整体变形. 通过计算孪生在样品坐标系所反映的应变量, 可定量表征孪生对塑性变形的贡献量. 变形孪生产生均匀切变, 其切变量 γ 与轴比(c/a)有关, 镁合金的$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪生对应的切变量 γ 为:

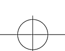
$$\gamma = \frac{3-(c/a)^2}{\sqrt{3}\times(c/a)} \tag{4}$$

在晶体坐标系中, 通常定义孪生面的法向为 $\boldsymbol{n}$, 孪生方向为 $\boldsymbol{b}$, 则在晶体坐标系下的拉伸孪生应变张量 ε_{ij} 可以表示为:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{(b_i n_j + b_j n_i)\times\gamma}{2} \tag{5}$$

把6个孪生变体对应的孪生面和孪生方向代入计算, 即可得到6个孪生变体在晶体坐标系下的孪生应变张量, 再利用表示晶粒取向的 $\boldsymbol{g}$ 矩阵将 ε_{ij} 进行矩阵转换, 即可得到样品坐标系下的孪生应变张量.

当晶粒发生孪生时, 不管受到什么方向的力作用, 其6个孪生变体对应的孪生应变张量就已经确定. 在平面应变压缩变形中, 理论上孪生变体在TD的孪生应变张量为负, 表示在TD上被压短; 在ND上的孪生应变张量为正, 表示在ND上伸长; 而在RD上的宏观应变为0, 晶体中各个孪生变体在约束方向上引起的总应变不能大于0, 否则无法协调变形, 孪生将会被抑制. 图8和9分别给出了第I类和第II类晶粒的孪生变体在ND, TD和RD的孪生应



变张量(ε_{ND}, ε_{TD}, ε_{RD})的分布情况. 从图8中可看出, 第I类晶粒中, 大部分 ε_{ND}>0, ε_{TD}<0, 这符合平面应变压缩的特点. 而 ε_{RD} 有正有负, 在RD上90个变体的总应变张量为0.409, 平均单个变体的应变张量为

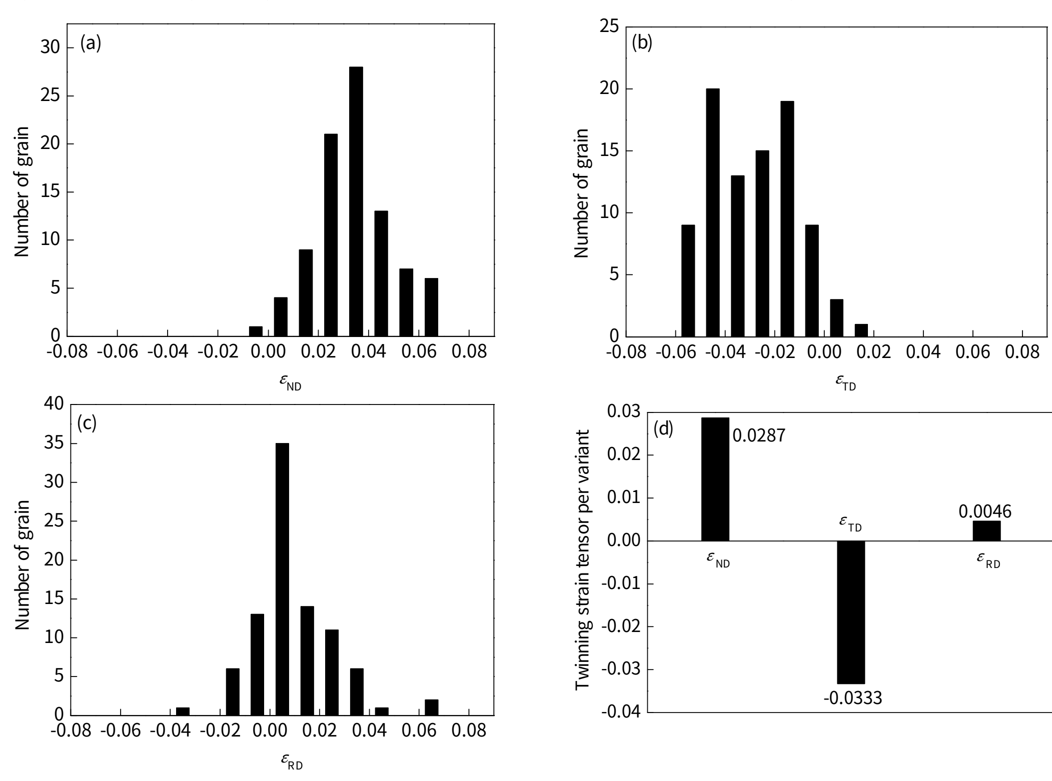


图8　第I类晶粒孪生应变张量分析

Fig.8 Twinning strain tensor (ε) analysis for type I grains

(a) along ND (ε_{ND})　(b) along TD (ε_{TD})　(c) along RD (ε_{RD})　(d) average twinning strain tensor per variant

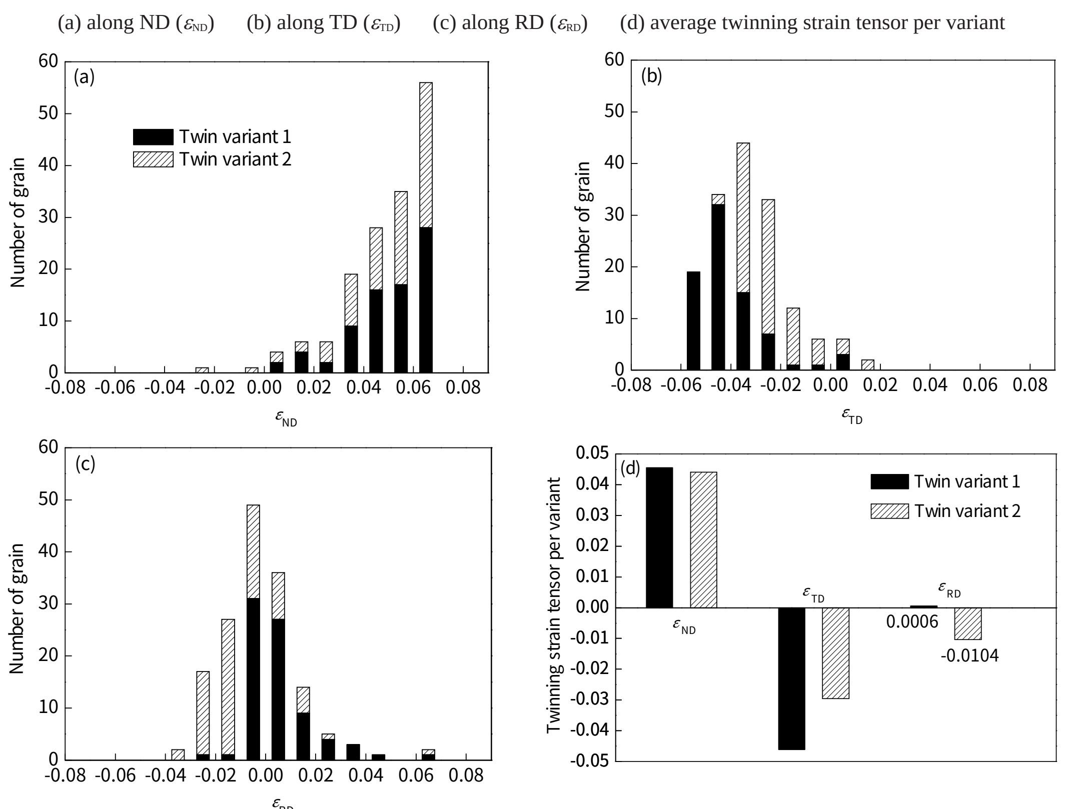


图9　第II类晶粒孪生应变张量分析

Fig.9 Twinning strain tensor (ε) analysis for type II grains

(a) ε_{ND}　(b) ε_{TD}　(c) ε_{RD}　(d) average twinning strain tensor per variant

0.0046, 说明在RD上会伸长, 与平面应变压缩中约束方向上的宏观应变为0相矛盾, 因此需要靠第II类晶粒的孪生应变张量来协调变形.

从图9中可看出, 孪生变体主要协调的是沿ND和TD上的应变, 2个孪生变体的ε_{ND}相差不大, 且比第I类晶粒大, 说明第II类晶粒的变体能在ND上提供更多的伸长变形量. 这是因为第II类晶粒中有2个及以上的变体激活, 且这些变体的取向大多不是直接转到TD上, 而是转到TD的两侧, 可为ND提供更大的孪生应变张量. 此外, 2个变体的ε_{TD}有所差异, m较大的变体1的孪生应变张量大于m较小的变体2的. 而2个变体的ε_{RD}相对较小, 分布也是有正有负, 且负的居多, 说明此类晶粒孪生时在约束方向上产生的整体效果是使得约束方向缩短, 可以协调第I类晶粒的孪生变形. 值得注意的是, 2个变体的ε_{RD}差异明显, 变体1在RD上平均单个变体孪生应变张量为0.0006, 在RD上产生的效果与第I类晶粒的变体类似, 都是使RD伸长; 而变体2在RD上平均单个变体孪生应变张量为–0.0104, 产生的效果是使得RD缩短. 在平面应变压缩变形过程中, 第II类晶粒的变体2可以协调变体1和第I类晶粒的变体进行变形, 直至约束方向上的宏观应变为0, 孪生才会受到抑制.

3 结论

(1) 当压缩方向为TD, 约束方向为RD时, 孪生类型主要以$\{10\bar{1}2\}$拉伸孪晶为主; 有一部分晶粒内部只发生一个$\{10\bar{1}2\}$孪生变体, 而有一部分晶粒内部发生了2个及以上的孪生变体.

(2) 孪生变体的选择主要由沿压缩方向TD的孪生m_{TD}决定. m_{TD}大部分在0.1~0.5之间分布, 而m_{RD}较小, 在–0.5~0.3之间分布, m_{TD}明显高于m_{RD}. 晶粒发生孪生时, 主要协调的是沿TD的应变, 当$m_{RD}>0$时, 孪生变体的选择也要受RD的影响, 协调RD的应变.

(3) 在平面应变压缩过程中, 因有特定的约束条件, 可用孪生应变张量来解释不同类型孪生晶粒的变形情况. 对于晶粒内部只含有一个孪生变体的第I类晶粒, 孪生变体在约束方向上的孪生应变张量会使得样品伸长; 而对于晶粒内部含有2个及以上变体的第II类晶粒, 孪生m_{TD}大的变体1在约束方向上的孪生应变张量使得样品伸长, 而m_{TD}较小的变体2使得样品在约束方向缩短, 在平面应变压缩变形过程中, 第II类晶粒的变体2可以协调变体1和第I类晶粒的变体进行变形.

参考文献

[1] Liu Q. *Acta Metall Sin*, 2010; 56: 1458
(刘 庆. 金属学报, 2010; 46: 1458)
[2] Koike J. *Metall Mater Trans*, 2005; 36A: 1689
[3] Wan G, Wu B L, Zhang Y D, Sha G Y, Esling C. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 2915
[4] Jiang L, Jonas J J, Mishra R K, Luo A A, Sachdev A K, Godet S. *Acta Mater*, 2007; 55: 3899
[5] Wang Y N, Huang J C. *Acta Mater*, 2007; 55: 897
[6] Yang X Y, Zhang L. *Acta Metall Sin*, 2009; 45: 1303
(杨续跃, 张 雷. 金属学报, 2009; 45: 1303)
[7] Nave M D, Barnett M R. *Scr Mater*, 2004; 51: 881
[8] Jonas J J, Mu S, Al-Samman T, Gottstein G, Jiang L, Martin T. *Acta Mater*, 2011; 59: 2046
[9] Luo J R, Godfrey A, Liu W, Liu Q. *Acta Mater*, 2012; 60: 1986
[10] Ma Q, El Kadiri H, Oppedal A L, Baird J C, Horstemeyer M F, Cherkaoui M. *Scr Mater*, 2011; 64: 813
[11] Hong S-G, Park S H, Lee C S. *Scr Mater*, 2011; 64: 145
[12] Martin É, Capolungo L, Jiang L, Jonas J J. *Acta Mater*, 2010; 58: 3970
[13] Hong S G, Park S H, Lee C S. *Acta Mater*, 2010; 58: 5873
[14] Godet S, Jiang L, Luo A A, Jonas J J. *Scr Mater*, 2006; 55: 1055
[15] Wang B S, Xin R L, Huang G J, Liu Q. *Scr Mater*, 2012; 66: 239
[16] Pei Y. *Master Thesis*, Tsinghua University, Beijing, 2009
(裴 颖. 清华大学硕士学位论文, 北京, 2009)
[17] Mu S, Jonas J J, Gottstein G. *Acta Mater*, 2012; 60: 2043
[18] Barnett M R, Keshavarz Z, Beer A G, Ma X. *Acta Mater*, 2008; 56: 5
[19] Jiang J, Godfrey A, Liu W, Liu Q. *Scr Mater*, 2008; 58: 122
[20] Al-Samman T, Ahmad B, Gottstein G. *Mater Sci Forum*, 2007; 550: 229
[21] Chapuis A, Driver J H. *Acta Mater*, 2011; 59: 1986
[22] Zhang L, Liu C G, Wang H Y, Nan X L, Wu Z Q, Jiang Q C. *Mater Sci Eng*, 2013; A578: 362
[23] Maurice C, Piot D, Klocker H, Driver J H. *Metall Mater Trans*, 2005; 36A: 1039
[24] Chapuis A, Wang B S, Liu Q. *Mater Sci Eng*, 2014; A597: 349
[25] Jiang J, Godfrey A, Liu Q. *Mater Sci Technol*, 2005; 21: 1417
[26] Wang B, Deng L, Guo N, Xu Z, Li Q. *Mater Charact*, 2014; 98: 180

(责任编辑:毕淑娟)

